

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.**

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-144296
(43)Date of publication of application : 26.05.2000

(51)Int.Cl. C22C 21/02
C22C 21/06
C22F 1/05
// C22F 1/00

(21)Application number : 11-224024 (71)Applicant : KOBE STEEL LTD
(22)Date of filing : 06.08.1999 (72)Inventor : SAWADA HIROKI
KITANO TAKAYUKI
NAKAI MANABU

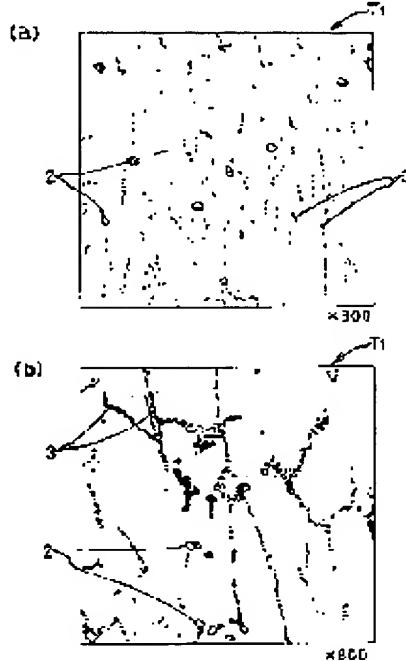
(30)Priority
Priority number : 10238564 Priority date : 25.08.1998 Priority country : JP

(54) HIGH-STRENGTH AND HIGH-TOUGHNESS ALUMINUM ALLOY FORGED MATERIAL

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high-strength and high-toughness Al alloy forged material suitable for the parts of a transport such as automotive suspension parts or the like.

SOLUTION: This aluminum alloy forged material has a compsn. contg., by mass, 0.6 to 1.6% Mg, 0.6 to 1.8% Si and 0.05 to 1.0% Cu, furthermore, in which the content of Fe is controlled to ≤ 0.30 , contg. one or \geq two kinds among 0.15 to 0.6% Mn, 0.1 to 0.2% Cr and 0.1 to 0.2% Zr, moreover, in which the content of hydrogen is controlled to ≤ 0.25 cc/100 g Al, and the balance Al with inevitable impurities. In this case, the aluminum alloy ingot cast at 530 to 600° C is subjected to homogenizing heat treatment at 530 to 600° C and is thereafter subjected to hot forging to form into a forged material, and the total area ratio of Mg₂Si (2 in Fig.) and Al-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr) crystallized products (3 in Fig.) in the aluminum alloy structure in the forged material is controlled to $\leq 1.5\%$ per unit area.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 20.09.2002

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2000-144296

(P2000-144296A)

(43)公開日 平成12年5月26日 (2000.5.26)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テーマコード(参考)
C 22 C 21/02		C 22 C 21/02	
21/06		21/06	
C 22 F 1/05		C 22 F 1/05	
// C 22 F 1/00	6 0 1	1/00	6 0 1
	6 0 2		6 0 2

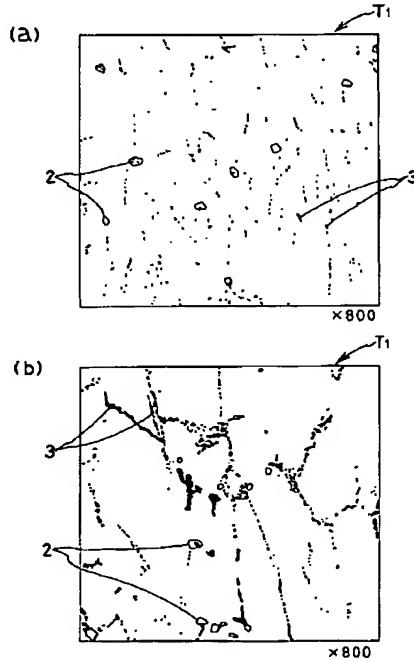
審査請求 未請求 請求項の数 9 O.L (全 10 頁) 最終頁に続く

(21)出願番号	特願平11-224024	(71)出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号
(22)出願日	平成11年8月6日 (1999.8.6)	(72)発明者	澤田 洋樹 三重県員弁郡大安町大字梅戸1100番地 株式会社神戸製鋼所大安工場内
(31)優先権主張番号	特願平10-238564	(72)発明者	北野 貴之 山口県下関市長府港町14番1号 株式会社神戸製鋼所長府製造所内
(32)優先日	平成10年8月25日 (1998.8.25)	(72)発明者	中井 学 神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内
(33)優先権主張国	日本 (JP)	(74)代理人	100105692 弁理士 明田 華

(54)【発明の名称】 高強度高韌性アルミニウム合金鍛造材

(57)【要約】

【課題】 高強度高韌性Al合金鍛造材を提供する。
【解決手段】 アルミニウム合金鍛造材1を、Mg:0.6~1.6% (質量%、以下同じ)、Si:0.6~1.8%、Cu:0.05~1.0%を含むとともに、Feを0.30%以下に規制し、Mn:0.15~0.6%、Cr:0.1~0.2%、Zr:0.1~0.2%の一種または二種以上を含み、更に、水素:0.25 cc/100g Al以下とし、残部Alおよび不可避的不純物からなるアルミニウム合金鍛造材であって、10°C/sec以上の冷却速度で鋳造されたアルミニウム合金鋳塊を、530~600°Cの温度で均質化熱処理した後に、熱間鍛造して鍛造材とされ、該鍛造材におけるアルミニウム合金組織中のMg₂SiとAl-Fe-Si-(Mn、Cr、Zr)系の晶出物の合計の面積率を単位面積当たり1.5%以下としたことである。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 Mg:0.6~1.6% (質量%、以下同じ)、Si:0.6~1.8% Cu:0.05~1.0%を含むとともに、Feを0.3%以下に規制し、Mn:0.15~0.6% Cr:0.1~0.2% Zr:0.05~0.2%の一種または二種以上を含み、更に、水素:0.25 cc/100gAl以下とし、残部Alおよび不可避的不純物からなるアルミニウム合金鍛造材であって、10°C/sec以上の冷却速度で鋳造されたアルミニウム合金鋳塊を、530~600°Cの温度で均質化熱処理した後に、熱間鍛造して鍛造材とされ、該鍛造材におけるアルミニウム合金組織中のMg, SiとAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系の晶出物の合計の面積率を単位面積当たり1.5%以下としたことを特徴とする高強度高韌性アルミニウム合金鍛造材。

【請求項2】 前記Mg, SiとAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系の晶出物の面積率が単位面積当たり1.0%以下である請求項1に記載の高強度高韌性アルミニウム合金鍛造材。

【請求項3】 前記Feを0.25%以下に規制した請求項1または2に記載の高強度高韌性アルミニウム合金鍛造材。

【請求項4】 前記アルミニウム合金鋳塊のデンドライト二次アーム間隔(DAS)が30μm以下である請求項1乃至3の何れか1項に記載の高強度高韌性アルミニウム合金鍛造材。

【請求項5】 前記アルミニウム合金鋳塊を鋳造後押出加工する請求項1乃至4の何れか1項に記載の高強度高韌性アルミニウム合金鍛造材。

【請求項6】 前記耐力($\sigma_{0.2}$)の平均値が350N/mm²以上およびシャルピー衝撃値の平均値が30J/cm²以上である請求項1乃至5の何れか1項に記載の高強度高韌性アルミニウム合金鍛造材。

【請求項7】 前記アルミニウム合金鍛造材が、熱間鍛造の加工率が75%未満の部位を有する請求項1乃至6の何れか1項に記載の高強度高韌性アルミニウム合金鍛造材。

【請求項8】 前記アルミニウム合金鍛造材が、輸送機の部品用である請求項1乃至7の何れか1項に記載の高強度高韌性アルミニウム合金鍛造材。

【請求項9】 前記アルミニウム合金鍛造材が、自動車のサスペンション部品用である請求項1乃至8の何れか1項に記載の高強度高韌性アルミニウム合金鍛造材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、特に自動車のサスペンション部品などの輸送機の部品に好適な、Al-Mg-Si系高強度高韌性アルミニウム合金鍛造材(以下、アルミニウムを単にAlと言う)に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 周知の通り、自動車や車両などの輸送機材の構造材あるいはナックル、ロアアーム、アッパーアームなどのサスペンション部品用として、軽量化を目的

として、成形性や焼付硬化性に優れたJIS 6000系(Al-Mg-Si系)などのAl合金が使用されている。このJIS 6000系Al合金は、他の要求特性である伸びなどの機械的特性や耐蝕性や応力腐食割れ性にも優れており、また、Mg量などの合金量が少なく、スクラップをJIS 6000系Al合金溶解原料として再利用できるリサイクル性の点からも優れている。

【0003】 前記自動車用のサスペンション部品を例にとると、製造コストの低減や、複雑形状部品への加工の点から、Al合金鍛造材やAl合金鍛造材が用いられる。この内、より高強度で高韌性などの機械的性質が要求される部品には、Al合金鍛造材が用いられる。そして、これらAl合金鍛造材は、Al合金鍛造材を均質化熱処理後、メカニカル鍛造などの熱間鍛造およびT6などの調質処理や時効処理が施されて製造される。

【0004】 近年、これら自動車用のサスペンション部品を含めて、より薄肉化や高強度化が求められており、前記Al合金鍛造材も、より高強度で高韌性化する必要性が生じている。しかし、現状でこれら用途に使用されているJIS 6000系Al合金では、どうしても強度不足が生じてしまう。

【0005】 このため、従来からAl合金材料の側を改善することが行われている。例えば、特開平06-256880号公報では、自動車用のサスペンションなどの部品として用いられるAl合金鍛造材用鍛造材として、JIS 6000系(Al-Mg-Si系)鍛造材のMg, Si等の成分を規定するとともに、晶出物の平均粒径を8μm以下と小さくし、かつデンドライト二次アーム間隔(DAS)を40μm以下と細かくして、Al合金鍛造材をより高強度で高韌性化することが提案されている。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】 しかし、この特開平06-256880号公報の実施例にも示されている通り、この従来技術で得られるAl合金鍛造材のデンドライト二次アーム間隔(DAS)は、小さいものでも、せいぜい30μm程度であり、かつAl合金鍛造材の特性は、丸棒の据え込み鍛造試験結果では、加工率[(元のインゴット高さd₀-割れが発生した高さd₁)/d₀]が75%の場合、強度($\sigma_{0.2}$)が39.2~39.3kgf/mm²(384~385N/mm²)程度で、また、韌性(I_c)も2.2~2.3kgf/mm²(シャルピー衝撃値約22J/cm²)程度である。

【0007】 即ち、この従来技術のような丸棒の据え込み鍛造試験では、丸棒の各部位は均一に加工される結果、丸棒の各部位の機械的特性は均一なものとなる。しかし、図2に自動車用のサスペンション部品用のAl合金鍛造材の一例を示す通り、実際のAl合金鍛造材では、メカニカル鍛造などの熱間鍛造によっても、部品の部位によっては、加工率が低くなる場合があり、鍛造材の各部位の機械的特性は均一なものとならない。例えば、図2のような形状の場合、図2のT₂部分などは、T₁部分の加

工率が75%の場合でも、50%程度の加工率にしかならない。そして、この加工率が低い部位の韌性は、鍛造されても鋳造組織が残るために、加工率が高い他の部位に比して、必然的に低くなる傾向にある。

【0008】したがって、この従来技術で得られるAl合金鍛造材の強度や韌性は、JIS 6061や6151などのAl合金などよりも向上しているものの、加工率が低い部位が生じることにより、この部位の韌性が低くなるようなAl合金鍛造材に対しては、特にAl合金鍛造材の平均的な韌性が不足する。即ち、前記従来技術では、加工率が75%未満、更には50%以下となる部位では、前記韌性のレベルが更に低くなり、部品として要求される、部品全体としての高耐力および高韌性値を得ることができない。

【0009】この結果、全体としてのより高強度で高韌性が要求される部品、より具体的には、部品全体として $\sigma_{0.2}$ で 315N/mm² 以上の高強度およびシャルピー衝撃値で 20J/cm² 以上の韌性が要求される部品や部材には適用できず、Al合金鍛造材自体の自動車用のサスペンション部品への用途の拡大を妨げていた。

【0010】本発明はこの様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、鍛造加工率の低い部位が存在しても、鍛造材全体としての平均的な機械的特性が優れ、鍛造材全体として、高強度で高韌性が要求される部品や部材に適用することが可能な高強度高韌性Al合金鍛造材を提供しようとするものである。

【0011】

【課題を解決するための手段】この目的を達成するため、本発明Al合金鍛造材の要旨は、Mg:0.6～1.6%（質量%、以下同じ）、Si:0.6～1.8%、Cu:0.05～1.0%を含むとともに、Feを0.30%以下に規制し、Mn:0.15～0.6%、Cr:0.1～0.2%、Zr:0.05～0.2%の一種または二種以上を含み、更に、水素:0.25 cc/100g Al以下とし、残部Alおよび不可避の不純物からなるAl合金鍛造材であって、10°C/sec以上の冷却速度で鍛造されたAl合金鍛塊を、530～600°Cの温度で均質化熱処理した後に、熱間鍛造して鍛造材とされ、該鍛造材におけるAl合金組織中のMg、SiとAl-Fe-Si-(Mn、Cr、Zr)系の晶出物の合計の面積率を単位面積当たり1.5%以下としたことである。

【0012】本発明者らは、鋳造により晶出する晶出物と、鍛造されたAl合金組織の韌性との関係について検討した結果、特定の晶出物の面積率が鍛造されたAl合金組織の韌性と深く関わっていることを知見した。

【0013】即ち、本発明者らは、鍛造されたAl合金組織の破壊の起点（ディンブルの起点）となっているのは、Al合金鍛塊の晶出物の内、Mg、SiおよびAl-Fe-Si-Mn、Al-Fe-Si-Cr、Al-Fe-Si-Zr等のAl-Fe-Si-(Mn、Cr、Zr)系の晶出物であることを知見した。

【0014】そして、更に重要なことは、Al合金組織に存在するこれら晶出物が大きく乃至長くつながった形状ではなく、互いに間隔を開けて分散していることが韌性

の向上に寄与することを知見した。即ち、これら晶出物は、特に必要な強度を確保するために寄与している点からは、単純に低減乃至無くすることはできない。しかし、必然的に存在乃至必要により存在しているこれら晶出物の形態を制御することで、必要な強度の確保と、鍛造加工率が低くても乃至鍛造加工率が低い部分があつても、高い平均的な韌性が確保できることを知見した。

【0015】例えば、前記特開平06-256880号公報のような晶出物の形態制御、即ち、単に鍛塊の晶出物の平均粒径を小さくするだけでは韌性の向上に多く寄与しない。本発明者らは、前記特開平06-256880号公報のような思想に反して、例え鍛塊の晶出物の平均粒径が大きくても、それが間隔を開けて分散している（まばらに存在する）ならば、韌性の向上に寄与することを知見した。つまり、晶出物の平均粒径が小さくても、互いの間隔が小さく密集した状態乃至つながった状態では、韌性、特に破壊韌性を劣化させる。そして、一方、本発明では、これらMg、SiおよびAl-Fe-Si-(Mn、Cr、Zr)系の晶出物等の晶出物量自体も、必要な強度確保分以外は制御乃至低減する。

【0016】そして、この晶出物量の制御と、晶出物が互いに間隔を開けて分散している（晶出物の互いの間隔が小さく密集した状態乃至つながった状態ではない）状況に良く対応する指標として、本発明では、単位面積当たりの、Mg、SiとAl-Fe-Si-(Mn、Cr、Zr)系の晶出物の合計の面積率を選択する。

【0017】これらの晶出物の面積率は、Al合金鍛塊乃至鍛造材の厚み方向断面の組織の、800倍の走査型電子顕微鏡(SEM)の目視観察乃至画像解析観察によって行う。この走査型電子顕微鏡の倍率は、400～800までの倍率で測定しても面積率はあまり変わらないが、これ以外の倍率では、測定対象となる晶出物の数が全く異なってくる。このため、倍率が異なると、測定される面積率が大きく異なり、面積率規定の再現性を失う。したがって、本発明で晶出物の面積率規定の基準とする走査型電子顕微鏡の倍率は800倍と定める。また、面積率測定の再現性をもたせるためには、晶出物の面積率を測定する対象部位の視野数（測定ポイント）を5～20視野として観察し、各視野での晶出物の測定面積率の平均をとるのが好ましい。

【0018】

【発明の実施の形態】本発明における晶出物の規定について説明する。800倍の走査型電子顕微鏡(SEM)の目視観察乃至画像解析観察によるMg、SiとAl-Fe-Si-(Mn、Cr、Zr)系晶出物の合計の面積率が、単位面積当たり1.5%以下、好ましくは、1.0%以下とすることにより、自動車用のサスペンション部品などに要求される、より高強度高韌性、好ましくは、耐力（ $\sigma_{0.2}$ ）の平均値が350N/mm²以上を有する場合の、平均値30J/cm²以上の高韌性を得ることができる。

【0019】一方、前記晶出物の合計の面積率が、単位面積当たり1.5%を越えた場合には、特に、熱間鍛造によっても加工率が低くなる（加工率が75%未満となる）部品の部位の韌性が顕著に低くなることを含め、部品全体としての平均的な高韌性値を得ることができない。

【0020】図1は後述する実施例にて製造したAl合金鍛造材の、図2におけるT₁部位の厚み方向断面における800倍の走査型電子顕微鏡(SEM)によるミクロ組織を示す図である（SEMによる顕微鏡写真を図面化したものである）。同図において、2はMg₂Si晶出物、3はAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系晶出物である。ここにおいて、図1(a)の本発明に係るAl合金鍛造材のAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系晶出物3は互いに間隔を開けて細かく分散している。これに対し、従来技術に係るAl合金鍛造材の図1(b)のAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系晶出物3は、晶出物同士が長くつながった形状をしている。

【0021】そして、図1(a)のAl合金鍛造材は $\sigma_{0.2}$ で350N/mm²以上の高強度を有するとともに、30J/cm²以上の高韌性を有するのに対し、図1(b)のAl合金鍛造材は20J/cm²以下の韌性であり、両者は韌性に顕著な相違がある。そして、更に、この図1(a)、(b)のいずれの個々のAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系晶出物3の大きさは、前記特開平06-256880号公報で言う、平均粒径が8μm以下である。したがって、単に铸塊（铸造材）の晶出物の平均粒径を小さくするだけでは韌性の向上に多く寄与せず、例え铸塊の晶出物の平均粒径が大きくても、それが間隔を開けて分散している（まばらに存在する）ならば、言い換えると、Mg₂SiとAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系晶出物の合計の面積率が低ければ、より高強度で高韌性のAl合金鍛造材が得られることが裏付けられる。

【0022】勿論、他の晶出物の面積率も韌性に影響する。他の晶出物として代表的なものは、例えば、Si単体の晶出物や、Al₁Cu₂Fe、Al_{1.2}(Fe, Mn)₃Cu₂、(Fe, Mn)Al₆、Cu₂やMgのAlとの化合物相の晶出物、Al₂Cu₂Mg、Al₂Cu₂などである。この内、Si単体の晶出物は、材料破壊の起点となり、韌性を著しく低下させる。したがって、Si単体の晶出物は実質的に存在しないことが必要であり、より具体的には、800倍の走査型電子顕微鏡によりSi単体の晶出物が観察されないことが必要である。ただ、後述する通常の製造方法による場合、Al合金铸塊乃至Al合金鍛造材の組織中には、Si単体の晶出物は実質的に存在しない。

【0023】また、他のAl₁Cu₂Fe、Al_{1.2}(Fe, Mn)₃Cu₂、(Fe, Mn)Al₆、Al₂Cu₂Mg、Al₂Cu₂等の晶出物については、前記Mg₂SiとAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系晶出物と同様に面積率を低くすることが韌性の向上のために必要である。しかし、これら晶出物は、前記Mg₂SiとAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系晶出物の量に比して絶対量が少なく、しかも、前記Mg₂SiとAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系晶出物の合計の面積率さえ低くすれば、これに伴い、必然的に

面積率が減されるものである。したがって、本発明では、前記Mg₂SiとAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系晶出物以外の晶出物については、特に規定しない。

【0024】そして、本発明におけるAl合金鍛造材の晶出物の規定を満足し、Al合金鍛造材が高強度および高韌性を保証するためには、晶出物の生成を支配する铸塊および铸塊の均質化熱処理の段階で、Mg₂SiとAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系の晶出物の合計の面積率を単位面積当たり1.5%以下とすることが重要である。即ち、生成晶出物の面積率の制御は、鍛造工程では実質的に不可能であり、本発明における鍛造材の晶出物の面積率の制御は、铸塊および铸塊の均質化熱処理の段階において行う。

【0025】なお、本発明で言う耐力や韌性の平均値とは、図2を例にすると、加工率が最も高い=耐力や韌性が最も高いT₁部分（加工率75%）と、加工率が最も低い=耐力や韌性が最も低いT₂部分（加工率50%）の平均を言う。勿論、これは、単にこれら2点のみの値を平均することを意味するだけではなく、部材乃至部材の形状によっては、更に機械的性質の保証が必要となる複数の部位の値の平均をとっても良い。

【0026】（铸塊）更に、本発明における鍛造材用の铸塊は、Al合金鍛造材の高韌性化を保証するために、铸塊のデンドライト二次アーム間隔(DAS)を30μm以下とする。これにより、Al合金铸塊およびAl合金鍛造材の結晶粒を微細化するとともに、Mg₂SiとAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系晶出物の合計の面積率を低くし、Al合金鍛造材の韌性を向上させる。この铸塊のデンドライト二次アーム間隔(DAS)が30μmを越えて大きくなったり場合、前記特開平06-256880号公報のAl合金鍛造材のデンドライト二次アーム間隔(DAS)が30μm程度の場合のように、鍛造加工率の低い部位が存在した場合に、Al合金鍛造材全体の韌性を向上させることができない。

【0027】なお、鍛造材は、铸塊を直接熱間鍛造する場合や、更に铸塊を一旦押出加工して熱間鍛造する場合も含む。したがって、铸塊の形状は、丸棒などのインゴットやスラブ形状、或いは成品形状に近いニアネットシェイプ等があり、特に制限されるものではない。

【0028】（本発明Al合金の化学成分組成）次に、本発明Al合金における、化学成分組成について説明する。本発明のAl合金は、自動車、船舶などの輸送機材や構造材あるいは部品用としての強度、伸び、韌性などの機械的特性や、耐蝕性や応力腐食割れ性、あるいは合金量が少ないリサイクル性などの特性を満足する必要がある。この内、特に自動車のサスペンション部品としては、好みしくは、 $\sigma_{0.2}$ で350N/mm²以上の高強度および30J/cm²以上の平均高韌性を得ることが必要である。

【0029】したがって、本発明Al合金の化学成分組成は、前記諸特性を満足するために、Al-Mg-Si系のJIS 6000系Al合金の成分規格（JIS 6101、6003、6151、6061、6N01、6063など）に相当するものとして、基本的にMg:

0.6~1.6%、Si:0.6~1.8%、Cu:0.05~1.0%を含むとともに、Feを0.30%以下に規制し、Mn:0.15~0.6%、Cr:0.1~0.2%、Zr:0.05~0.2%の一種または二種以上を含み、更に、水素:0.25 cc/100g Al以下とし、残部Alおよび不可避の不純物からなるAl合金とする。その他、Zn:0.005~1.0%、Ti:0.001~0.1%、B:1.~300ppmなどを必要により選択的に含む。しかし、JIS 6000系Al合金の各成分規格通りにならざるとも、前記基本的な特性を有してさえいれば、更なる特性の向上や他の特性を付加するための、適宜成分組成の変更は許容される。この点、上記元素の成分範囲の変更や、より具体的な用途および要求特性に応じて、Ni、V、Sc、Agなどの他の元素を適宜含むことは許容される。また、溶解原料スクラップなどから必然的に混入される不純物も、本発明鍛造材の品質を阻害しない範囲で許容される。

【0030】(本発明Al合金の元素量) 次に、本発明Al合金材の各元素の含有量について、臨界的意義や好ましい範囲について説明する。

【0031】Mg:0.6~1.6% Mgは人工時効により、SiとともにMg₂Siとして析出して、また、Cu含有組成では更にCu、Alと化合物相を形成して、最終製品使用時の高強度(耐力)を付与するために必須の元素である。Mgの0.6%未満の含有では加工硬化量が低下し、人工時効でも $\sigma_{0.2}$ で315N/mm²以上の高い強度が得られない。一方、1.6%を越えて含有されると、強度(耐力)が高くなりすぎ、鍛造性を阻害し、前記Mg₂Si晶出物の合計の面積率を、単位面積当たり1.5%以下、好ましくは、1.0%以下とできず、韌性が低くなり、高韌性を得ることができない。したがって、Mgの含有量は0.6~1.6%の範囲とする。

【0032】Si:0.6~1.8% SiもMgとともに、人工時効処理により、Mg₂Siとして析出して、最終製品使用時の高強度(耐力)を付与するために必須の元素である。Siの0.6%未満の含有では人工時効で十分な強度が得られず、 $\sigma_{0.2}$ で315N/mm²以上の高い強度が得られない。一方、1.8%を越えて含有されると、鋳造時および焼き入れ時に粗大な単体Si粒子として析出して、前記した通り韌性を低下させる。また、Mg₂SiとAl-Fe-Si-(Mn、Cr、Zr)系晶出物の合計の面積率が、単位面積当たり1.5%以下、好ましくは、1.0%以下とできず、高韌性を得ることができない。更に伸びが低くなるなど、成形性も阻害する。したがって、Siの含有量は0.6~1.8%の範囲とする。

【0033】Cu:0.05~1.0% Cuは、Mg、Alと化合物相を形成して析出し、マトリックス強度の向上に寄与する他、時効処理に際して、他の合金元素の析出に対する核の作用を生じ、析出物を微細に均一分散させ、最終製品の時効硬化を著しく促進する効果を有する。Cuの含有量が0.05%未満では、これらの効果が発揮されない。一方、Cuの含有量が1.0%を越えると、これらの効果が飽和

するとともに、却って韌性乃至熱間鍛造性を低下させる。また、Cuの含有量が0.3%を越えると耐食性が低下しやすいので、耐食性の点からは、Cuの含有量を0.3%以下とすることが好ましい。したがって、Cuの含有量は0.05~1.0%、好ましくは0.05~0.3%とする。

【0034】Mn:0.15~0.6% Cr:0.1~0.2% Zr:0.05~0.2%の一種または二種以上。これらの元素は均質化熱処理時およびその後の熱間鍛造時に、Al₂、Cu₂Mn₃、Al₁₂Mg₃、Cr、Al₃Zrなどの分散粒子(分散相)を生成する。これらの分散粒子は再結晶後の粒界移動を妨げる効果があるため、微細な結晶粒を得ることができる。また、これらの元素の内でも、Zrは、他のMn、Crとともに複合して含有した場合に、数十から数百オングトロームのサイズの、Al-Mn系やAl-Cr系の分散粒子よりも、より微細なAl-Zr系分散粒子が析出する。このため、Zrは、Mn、Crとともに含有した場合に、結晶粒界や亜結晶粒界の移動を阻止し、結晶粒の成長を抑制する効果が大きく、破壊韌性や疲労特性などの向上効果が大きい。一方、これらの元素の過剰な含有は溶解、鋳造時に粗大なAl-Fe-Si-(Mn、Cr、Zr)系の金属間化合物や晶出物を生成しやすく、破壊の起点となり、韌性を低下させる原因となる。したがって、Al-Fe-Si-(Mn、Cr、Zr)系晶出物の合計の面積率が、単位面積当たり1.5%以下、好ましくは、1.0%以下とできず、高韌性を得ることができない。このため、これらの元素の含有量は各々、Mn:0.15~0.6%、Cr:0.1~0.2%、Zr:0.05~0.2%とする。

【0035】Fe:0.30%以下。Al合金に不純物として含まれるFeは、Al、Cu₂Fe、Al₁₂(Fe,Mn)₃Cu₂、(Fe,Mn)Al₆、或いは本発明で問題とする粗大なAl-Fe-Si-(Mn、Cr、Zr)系の晶出物を生成する。これらの晶出物は、前記した通り、破壊韌性および疲労特性などを劣化させる。特に、Feの含有量が0.3%、より厳密には0.25%を越えると、Al-Fe-Si-(Mn、Cr、Zr)系晶出物の合計の面積率が、単位面積当たり1.5%以下、好ましくは、1.0%以下とできず、自動車用のサスペンション部品などに要求される、より高強度で高韌性を得ることができない。したがって、Feの含有量は0.30%以下、より好ましくは0.25%以下とすることが好ましい。

【0036】水素:0.25 cc/100g Al以下。水素は、韌性を著しく低下させ、耐衝撃破壊性を著しく劣化させる。そして、薄肉化や高強度化した自動車用のサスペンション部品などにおいては、特に水素による耐衝撃破壊性劣化の影響が大きい。したがって、水素は0.25 cc/100g Al以下のできるだけ少ない含有量とする。

【0037】(Zn、Ti、B、Be、V等) 次に、Zn、Ti、B、Be、V等は、各々目的に応じて、選択的に含有される元素である。Zn:0.005~1.0% Znは人工時効時において、MgZn₂を微細かつ高密度に析出させ高い強度を実現させる。しかし、Znの0.005%未満の含有では人工時効で十分な強度が得られず、一方、1.0%を越えて含有され

ると、耐蝕性が顕著に低下する。したがって、Znの含有量は0.005～1.0%の範囲とすることが好ましい。

【0038】Ti:0.001～0.1% Tiは鋳塊の結晶粒を微細化し、プレス成形性を向上させるために添加する元素である。しかし、Tiの0.001%未満の含有では、この効果が得られず、一方、Tiを0.1%を越えて含有すると、粗大な晶出物を形成し、成形性を低下させる。したがって、Tiの含有量は0.001～0.1%の範囲とすることが好ましい。

【0039】Be:1～300ppm。BはTiと同様、鋳塊の結晶粒を微細化し、プレス成形性を向上させるために添加する元素である。しかし、Bの1ppm未満の含有では、この効果が得られず、一方、300ppmを越えて含有されると、やはり粗大な晶出物を形成し、成形性を低下させる。したがって、Bの含有量は1～300ppmの範囲とすることが好ましい。

【0040】Be:0.1～100ppm。Beは空気中におけるAl溶湯の再酸化を防止するために含有させる元素である。しかし、0.1ppm未満の含有では、この効果が得られず、一方、100ppmを越えて含有されると、材料硬度が増大し、成形性を低下させる。したがって、Beの含有量は0.1～100ppmの範囲とすることが好ましい。

【0041】V:0.15%以下。Vは、Mn、Cr、Zrなどと同様に、均質化熱処理時およびその後の熱間鍛造時に、分散粒子（分散相）を生成する。これらの分散粒子は再結晶後の粒界移動を妨げる効果があるため、微細な結晶粒を得ることができる。しかし過剰な含有は溶解、鋳造時に粗大なAl-Fe-Si-V系の金属間化合物や晶出物を生成しやすく、破壊の起点となり、韌性を低下させる原因となる。したがって、Vを含有させる場合は0.15%以下とする。

【0042】次に、本発明におけるAl合金鍛造材の好ましい製造方法について述べる。本発明におけるAl合金鍛造材の製造自体は常法により製造が可能である。例えば、前記Al合金成分範囲内に溶解調整されたAl合金溶湯を鋳造する場合には、例えば、連続鋳造圧延法、半連続鋳造法（DC鋳造法）、ホットトップ鋳造法等の通常の溶解鋳造法を適宜選択して鋳造する。

【0043】しかし、Al合金鍛造材の韌性向上のためには、Al合金鋳塊の結晶粒を微細化させる、および前記Mg₂SiとAl-Fe-Si-(Mn、Cr、Zr)系晶出物の合計の面積率を低くするためにはAl合金溶湯を、10°C/sec以上の冷却速度で鋳造して鋳塊とすることが必要である。鋳塊の冷却速度が10°C/sec未満では、結晶粒が粗大化し、鋳塊のデンドライト二次アーム間隔(DAS)を30μm以下とすることはできない。また、Mg₂SiとAl-Fe-Si-(Mn、Cr、Zr)系晶出物の合計の面積率が、単位面積当たり1.5%以下、好ましくは、1.0%以下とすることはできず、自動車用のサスペンション部品などに要求される、より高強度で高韌性を得ることができない。

【0044】次いで、このAl合金鋳塊（鋳造材）の均質

化熱処理温度は530～600°Cの温度範囲とする必要がある。この種Al合金鋳造材の通常の均質化熱処理温度は、470～480°C程度であるが、本発明では、前記した通り、韌性の向上のために、Mn、Cr、Zrの一種または二種以上を含有させて、均質化熱処理時に、Al₂Cu₂Mn₃、Al₁₂Mg₂Cr、Al₂Zrなどの分散粒子（分散相）を生成して、微細な結晶粒を得る。また、Al合金鍛造材の高耐力化や高韌性化を図るためにには、この均質化熱処理の段階で、Mg₂Si系晶出物を充分に固溶させる必要がある。

【0045】このためには、前記530～600°Cの高温での均質化熱処理が必要で、均質化熱処理温度が530°C未満の温度では、前記分散粒子の数が不足して、結晶粒が大きくなる。また、Mg₂Si系晶出物の固溶量も不足し、Mg₂SiとAl-Fe-Si-(Mn、Cr、Zr)系晶出物の合計の面積率が、単位面積当たり1.5%以下、好ましくは、1.0%以下とすることはできず、自動車用のサスペンション部品などに要求される、より高強度で高韌性、より具体的には、σ_{0.2}で315N/mm²以上の高強度を有する場合の、シャルピー衝撃値が20J/cm²以上の高韌性を得ることができない。一方、均質化熱処理温度が600°Cを越えても、効果は変わらず、却って、Al合金鋳塊（鋳造材）の溶損等の問題を生じる。

【0046】均質化熱処理の後に、メカニカル鍛造や油圧鍛造等により熱間鍛造して、最終製品形状（ニアネットシェイプ）のAl合金鍛造材に成形する。そして、鍛造後、必要な強度および韌性を得るためにT6処理（溶体化処理後焼入れ）などの調質熱処理および時効処理が行われる。

【0047】なお、Al合金鍛造材に残留する鋳造組織を無くし、強度と韌性をより向上させるために、Al合金鋳塊を均質化熱処理後、押出加工した後に、前記鍛造を行っても良い。

【0048】

【実施例】次に、本発明の実施例を説明する。表1に示すAl合金鋳塊（Al合金鍛造材、いずれもΦ68mm径×580mm長さの丸棒）を、表2、3に示す鋳造方法（DC鋳造法、ホットトップ鋳造法）および冷却速度（°C/sec）により溶製後、表2に示す温度で、いずれも8時間均質化熱処理を施し、表2、3に示す加工率で、自動車サスペンション部品形状に、メカニカル鍛造により熱間鍛造し、図1に示す形状のAl合金鍛造材1を製造した。次に、このAl合金鍛造材1を硝石炉を用いて560°Cで1時間の溶体化処理した後水冷（水焼入れ）を行い、その後180°C×5時間の時効処理を行った。なお、表3の発明例No.5の鋳塊は、前記均質化熱処理を行った後、押出比6で押出加工を行った後、熱間鍛造した。

【0049】そして、前記Al合金鋳塊およびAl合金鍛造材1から各々試験片を採取し、鋳塊およびAl合金鍛造材1の厚み方向の断面の組織を、800倍の倍率の走査型電

子顕微鏡(SEM)により、試験片の視野数(測定ポイント)を10視野として観察および画像解析を行い、Mg, SiとAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系晶出物の合計の単位面積(0.0127mm²)当たりの面積率(各視野の平均)を求めた。また、Al合金鋳塊のデンドライト二次アーム間隔(DAS, μm)も、鋳塊のミクロ組織写真から「アルミニウムのデンドライトアームスペーシングと冷却速度の測定方法」(1988.8, 軽金属学会研究委員会)に規定される交線方法により求めた。これらの結果を表2、3に示す。

【0050】更にAl合金鍛造材1から採取した試験片の引張強度(σ_u 、N/mm²)、耐力($\sigma_{0.2}$ 、N/mm²)、伸び(δ 、%)、韌性=シャルピー衝撃値(J/cm²)等の機械的特性を測定した。この際、Al合金鍛造材1の各部位における、鍛造加工率の違いによる機械的特性のばらつきを見るために、試験片の採取部位は、図1の鍛造加工率が最も高くなるT₁および鍛造加工率が最も低くなるT₂とした。なお、鍛造加工率は断面積の減少率として計算した。そして、これらの部位の機械的特性の平均も求め、Al合金鍛造材1全体としての平均的な機械的特性を求めた。これらの結果も表2、3に示す。

【0051】表2から明らかな通り、Fe含有量を0.30%以下、水素の含有量を0.25cc/100gAl以下に低く抑えるなど、本発明範囲内の化学成分組成とした、表1のAl合金No.1を用い、かつ鋳造冷却速度と均質化処理温度が本発明製造方法を満たす発明例No.1.5は、鍛造加工率が50%と最も低くなるT₂においても、高強度と高韌性を確保しており、Al合金鍛造材全体としての平均的な機械的特性、特に耐力($\sigma_{0.2}$)が350N/mm²以上で、かつ平均韌性値が30J/cm²以上を確保している。そして、これら発明例のAl合金鍛造材組織は、前記図1(a)に示した通りAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系晶出物3が互いに間隔を開けて細かく分散している組織を有していた。

【0052】なお、表2の発明例の中でも、発明例No.1.5に対し、発明例No.2は鋳造冷却速度が比較的低く、デンドライト二次アーム間隔(DAS)が比較的大きくなっている。また、発明例No.4は均質化処理温度が比較的低く、Mn, Cr, Zrなどの分散粒子生成が少なく、結晶粒が比較的粗大となっている。更に、発明例No.3は相対的にSi量、Fe量、Mg量が高い表1のNo.2のAl合金を用い、Mg, SiとAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系晶出物の合計の面積率が比較的高くなっている。この結果、これらの発明例は、Al合金鍛造材全体としての平均的な機械的特性、特に平均耐力($\sigma_{0.2}$)が315N/mm²以上で、かつ平均

韌性値が20J/cm²以上を確保しているものの、鍛造加工率が50%と最も低くなるT₂における強度と韌性が、発明例No.1.5よりは劣っている。

【0053】更に、Mn, Crと共にZrを含む発明例No.1と、Zrを含まない以外は組成が殆ど同じ発明例No.6(表3)との比較において、発明例No.1の韌性値の方が高い。この結果から、前記したZrの優れた韌性向上効果が分かる。

【0054】一方、表3から明らかな通り、特にFe量が本発明範囲を高めに外れた表1のNo.3のAl合金を用いた比較例No.7は、Mg, SiとAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系晶出物の合計の面積率が本発明範囲を外れている。また、鋳造冷却速度が本発明製造方法よりも低い比較例No.8は、デンドライト二次アーム間隔(DAS)が本発明範囲を外れている。更に、比較例No.9は、均質化処理温度が本発明製造方法よりも低くなり、Mn, Cr, Zrなどの分散粒子生成が少なく、結晶粒が比較的粗大となっている。したがって、これら比較例はいずれも、特に鍛造加工率が50%と最も低くなるT₂における強度と韌性が低く、Al合金鍛造材1全体としての平均的な機械的特性は、耐力($\sigma_{0.2}$)が315N/mm²以下で、かつ平均韌性値が20J/cm²以下と著しく低い。

【0055】そして、比較例No.7のAl-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr)系晶出物は、前記図1(b)に示す通り、晶出物同士が長くつながった形状をしていた。

【0056】以上の実施例から、本発明によれば、特に、自動車や車両などの輸送機材あるいはナックル、ロアアーム、アッパーアームなどのサスペンション部品用など、種々の形状の鍛造材について、熱間鍛造により、部品の部位によって加工率が低くなる場合でも、全体として、 $\sigma_{0.2}$ が315N/mm²以上および20J/cm²以上の高強度高韌性アルミニウム合金鍛造材を得ることができることが分かる。したがって、本発明高強度高韌性アルミニウム合金鍛造材および加工用アルミニウム合金素材、更にアルミニウム合金鍛造材の製造方法における各要件の臨界的な意義が裏付けられる。

【0057】

【表1】

略号	AI合金の化学成分(質量%、但しH ₂ はcc/100gAI、残部AI)										備考
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Ti	H ₂	
1	0.99	0.24	0.34	0.38	0.80	0.15	0.00	0.12	0.03	0.16	Mn, Cr, Zr入り
2	1.10	0.29	0.25	0.02	0.76	0.15	0.02	0.00	0.02	0.18	JIS6151相当
3	1.05	0.32	0.34	0.38	0.82	0.14	0.01	0.11	0.04	0.18	Fe上限越え
4	0.99	0.24	0.34	0.38	0.80	0.15	0.00	0.12	0.03	0.30	H ₂ 上限越え
5	0.98	0.27	0.33	0.38	0.83	0.13	0.00	0.01	0.04	0.15	Mn, Cr入り

[0058]

* * [表2]

略号	区分	供試材No. 表1	鋳造条件		AI合金鋳造材		均質化熱処理 温度(°C)	AI合金鍛造材							
			鋳造 方法	冷却 速度 °C/sec	晶出物 面積率 (%)	DAS 間隔 (μm)		部位	熱間 鍛造 加工率 (%)	晶出物 面積率 (%)	機械的特性				
											(N/mm ²)	(N/mm ²)	δ (%)	シャルビー (J/cm ²)	
1	発明例	1	ホットトッピング	20	0.92	22	550	T ₁	75	0.89	393	374	19.6	38.1	
								T ₂	50	0.90	377	359	18.2	28.3	
								平均		385	367	18.9	33.2		
2	発明例	1	DC	10	1.25	31	550	T ₁	75	1.24	386	352	16.6	28.4	
								T ₂	50	1.25	386	359	14.0	18.6	
								平均		386	356	15.3	23.5		
3	発明例	2	ホットトッピング	20	1.51	22	550	T ₁	75	1.54	387	360	16.3	28.2	
								T ₂	50	1.49	381	353	16.0	14.2	
								平均		384	357	16.2	21.2		
4	発明例	1	ホットトッピング	20	1.16	22	530	T ₁	75	1.09	390	360	17.0	35.5	
								T ₂	50	1.09	388	359	16.6	20.7	
								平均		389	360	16.8	28.1		
5	発明例	1	DC	10	0.98	31	550	T ₁	75	0.94	396	364	17.0	36.7	
								T ₂	50	0.97	392	362	16.0	27.1	
								平均		394	363	16.5	31.9		

[0059]

[表3]

路 号	区分	供 試 材 No. 表1	铸造条件		Al合金铸造材	均質化 熱処理 温度 (°C)	Al合金铸造材								
			铸造 方法	冷却 速度 °C/sec			晶出物 面積率 (%)	DAS 間隔 (μm)	部位	熱間 鍛造 加工率 (%)	晶出物 面積率 (%)	機械的特性			
6	発明例	5	ホットトーピ	20	0.90	21	550		T ₁	75	0.86	387	356	16.5	27.6
									T ₂	50	0.89	385	353	14.9	15.6
									平均			386	355	15.7	21.6
7	比較例	3	ホットトーピ	20	2.20 上限値 越え	22	550		T ₁	75	2.12	388	358	13.0	16.6
									T ₂	50	2.15	379	350	12.3	10.0
									平均			384	354	12.7	13.3
8	比較例	1	DC	8 下限値 未満	2.43 上限値 越え	35	550		T ₁	75	2.43	386	350	13.1	21.9
									T ₂	50	2.46	370	336	12.0	13.5
									平均			378	343	12.6	17.7
9	比較例	2	ホットトーピ	20	3.46 下限値 未満	22	470 下限値 未満		T ₁	75	3.41	385	352	11.5	18.7
									T ₂	50	3.44	377	345	11.0	10.9
									平均			381	349	11.3	14.8
10	比較例	4	ホットトーピ	20	1.16	22	550		T ₁	75	1.07	376	364	10.9	17.5
									T ₂	50	1.12	382	350	12.3	9.6
									平均			379	357	11.6	13.6

【0060】

【発明の効果】本発明によれば、熱間鍛造の加工率が低くなる場合でも、 $\sigma_{0.2}$ が 350N/mm² 以上および韌性が 30 J/cm² 以上の、より高強度で高韌性が要求される部品や部材に適用することが可能な高強度高韌性Al合金鍛造材を提供することができる。したがって、Al-Mg-Si系Al合金鍛造材の自動車、車両、船舶などの輸送機材用への用途の拡大を図ることができる点で、多大な工業的な価値を有するものである。

*

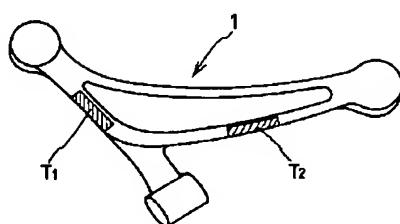
* 【図面の簡単な説明】

【図1】図1(a)は本発明、図1(b)は従来技術に各々係る、Al合金鍛造材のミクロ組織を示す説明図である。

【図2】自動車用のサスペンション部品用のAl合金鍛造材の一例を示す説明図である。

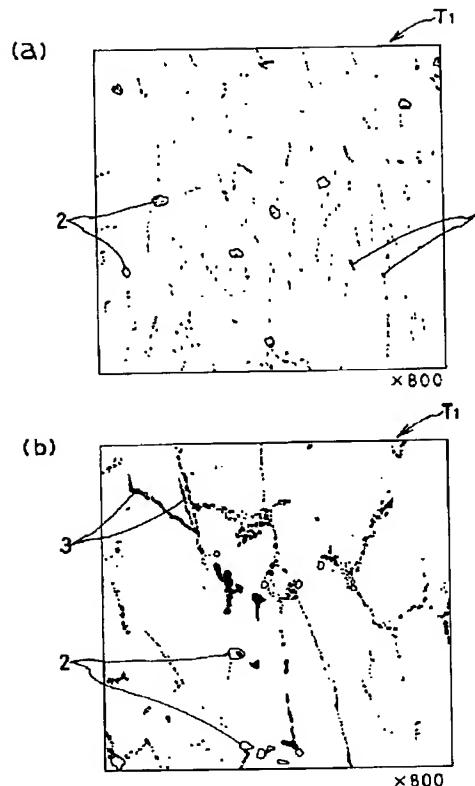
【符号の説明】

1:Al合金鍛造材、2:Mg, Si 晶出物、3:Al-Fe-Si-(Mn, Cr, Zr) 系晶出物、



【図2】

【図1】



フロントページの続き

(51) Int.Cl. ⁷ C 22 F 1/00	識別記号 6 1 2 6 3 0	F I C 22 F 1/00	マークコード(参考) 6 1 2 6 3 0 A 6 3 0 B 6 8 1 6 8 2 6 8 3 6 9 1 6 9 2 6 9 4 A
	6 8 1		6 8 1
	6 8 2		6 8 2
	6 8 3		6 8 3
	6 9 1		6 9 1 B
	6 9 2		6 9 2 A
	6 9 4		6 9 4 A